

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ШВА ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

К. А. ЮЩЕНКО, Б. А. ЗАДЕРИЙ, И. С. ГАХ, О. П. КАРАСЕВСКАЯ

¹ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины. 03680, г. Киев-142, б-р Академика Вернадского, 36.
E-mail: Karas@imp.kiev.ua

На основе исследований особенностей температурно-скоростных параметров кристаллизации металла сварочной ванны при электронно-лучевой сварке монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов установлены особенности их влияния на обеспечение монокристаллической структуры. Исследования выполняли на монокристаллических образцах промышленного жаропрочного никелевого сплава ЖС26 с использованием методов термометрии расплава жидкой ванны в процессе кристаллизации металла шва при остывании. Структуры изучали с привлечением методов микрорентгеноспектрального анализа, оптической и электронной металлографии, рентгеновской дифрактометрии. Предложена расчетно-экспериментальная методика определения температурно-скоростных параметров кристаллизации металла шва, показан характер их изменения по фронту кристаллизации сварочной ванны и установлена взаимосвязь с режимами сварки. Определен диапазон значений параметров, при которых имеет место образование в шве зерен случайной кристаллографической ориентации. Показана возможность управления структурным совершенством металла шва за счет оптимизации температурно-скоростных параметров кристаллизации. Библиогр. 24, рис. 10, табл. 4

Ключевые слова: монокристалл, жаропрочный никелевый сплав, температурно-скоростные условия, температурный градиент, кристаллографическая ориентация, сварной шов, ориентация преимущественного роста кристалла, направление максимального температурного градиента, зерна случайной ориентации

Одним из основных факторов, определяющих эксплуатационные характеристики монокристаллов таких жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС), как жаропрочность, пластичность, сопротивление усталости и др. [1–11] является степень совершенства структуры. Качество монокристаллической структуры определяется следующими кристаллографическими и структурными показателями: кристаллографической ориентацией и степенью разориентации элементов структуры, параметрами структурных составляющих, отсутствием зерен с отличающейся кристаллографической ориентацией от исходного металла.

В работах показано [12–15], что показателями совершенства структуры сварных соединений монокристаллов ЖНС являются:

- ориентационная согласованность кристаллографической структуры металла шва, зоны термического влияния и основного металла (с отклонением не более 5°);

- отсутствие зерен случайной кристаллографической ориентации в металле шва, которые считаются основным дефектом монокристаллов.

Получение таких швов (рис. 1, 2) возможно при выполнении следующих условий:

- поверхность сплавления и направление сварки не должны отклоняться от кристаллографической ориентации (001) более чем на 3°;

- отклонение направления максимального температурного градиента от кристаллографической ориентации преимущественного роста <100> по фронту кристаллизации сварочной ванны не более 15°.

Технологически обеспечение выполнения первого условия осуществляется за счет кристаллографически ориентированной подготовки элементов сварного соединения, второго – управлением формой сварочной ванны на стадии ее кристаллизации. Наиболее благоприятные исходные

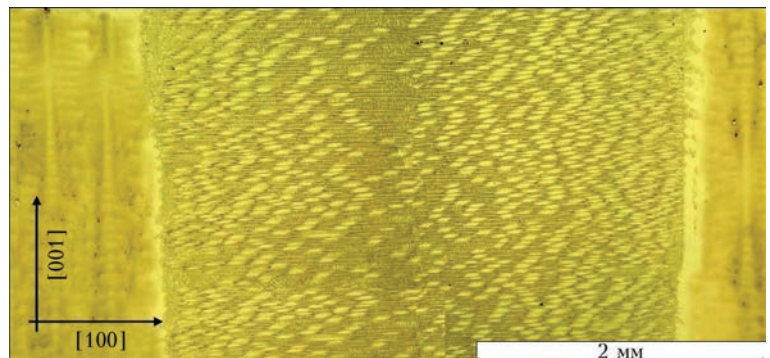


Рис. 1. Микроструктура монокристаллического сварного соединения сплава ЖС32, полученного при управлении ориентационными параметрами кристаллизации металла шва

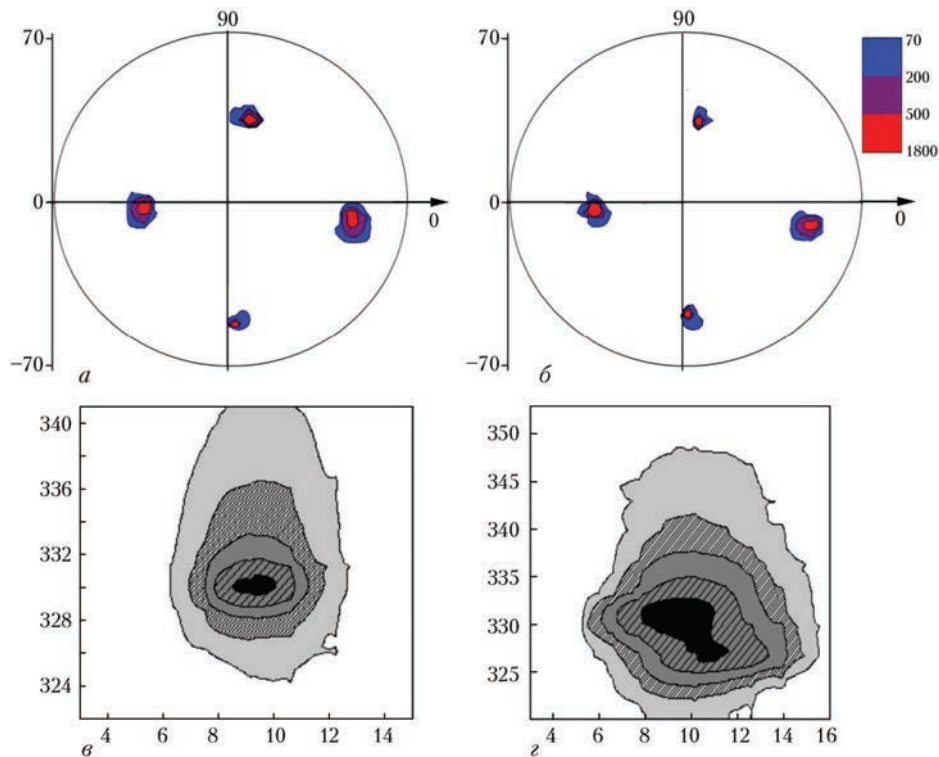


Рис. 2. Полусные фигуры $\{220\}$ (*a, б*) и распределение $I_{q_{\perp}}$ отражения (200) (*в, з*) в различных зонах сварного соединения, полученного при управлении ориентационными параметрами кристаллизации металла шва: *a, в* — основной металл; *б, з* — металл шва (численные значения по осям даны в градусах)

ориентационные условия получения швов с совершенной монокристаллической структурой обеспечиваются при совпадении кромок стыка с кристаллографической плоскостью $\{001\}$ (рис. 1) — симметричное строение соединения. На практике такие исходные условия не всегда могут быть обеспечены, например, при ремонтных операциях либо сварке конструкций сложной формы, а также при выполнении многопроходных швов.

В соединениях с исходной ориентацией поверхности сплавления, близкой к $\{111\}$, в металле шва может возникать до 80 % зерен случайной ориентации. При неблагоприятной геометрии сварочной ванны в соединениях с симметричным кристаллографическим строением процент зерен может составлять 4...10 %. Поэтому получение сварных швов, отвечающих изложенным выше критериям качества на монокристаллах несимметричной кристаллографической ориентации затруднительно. Для ее решения исходили из известного положения теории кристаллизации, а именно, что качество ростовых монокристаллов определяется главным образом кристаллографией исходной заготовки (затравки) и температурно-скоростными условиями кристаллизации. Известно [8–11], что оптимальные параметры структуры в ростовых монокристаллах литейных ЖНС достигаются при выполнении температурно-скоростных и ориентационных условий направленной кристаллизации, главные из которых оцениваются величиной и направлением макси-

мального температурного градиента G по фронту кристаллизации, скоростью кристаллизации R , их соотношением G/R и кристаллографической ориентацией «стартовой» затравки.

При выращивании монокристаллов данные параметры определяют кинетику кристаллизации на фронте затвердевания и оказывают доминирующее влияние на формирование структурных и кристаллографических параметров монокристаллической отливки (степень совершенства монокристаллической структуры, дисперсность дендритной структуры, морфологию и размер вторых фаз). Отношение G/R определяет тип, совершенство структуры и склонность к образованию зерен случайной ориентации (ЗСО), а произведение $G \times R$ — дисперсность структурных составляющих. При выращивании монокристаллов ЖНС оптимальные величины указанных факторов установлены и достигаются за счет конструктивных особенностей оборудования и технологических параметров жидкометаллического охладителя, нагревателя и самого процесса.

При сварке такая оптимизация возможна за счет выбора распределения мощности источника нагрева, а также скорости и схемы процесса формирования сварного соединения. Но если при выращивании монокристаллов закономерности влияния технологических параметров на величину изменения указанных выше температурно-скоростных условий формирования хорошо изучены [8–11], то такие данные при сварке в ли-

температурных источниках крайне ограничены, особенно для обоснования рекомендаций по управлению формированием структурой металла сварных швов. Такое положение объясняется в основном методическими трудностями, связанными со скоротечностью и неравновесностью процесса кристаллизации ванны, малым объемом и временем ее существования, высоким уровнем и градиентом температур, переменной скоростью и направлением роста кристаллитов по фронту сварочной ванны. В малочисленных публикациях приводятся только интегральные значения уровня температурного градиента и средняя скорость кристаллизации [16–19]. При этом результаты получены преимущественно расчетным методом, не раскрыта связь теплофизических факторов (**G**, **R**) кристаллизации с кристаллографическими и структурными параметрами металла шва и технологическими условиями формирования соединения.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния температурно-скоростных и ориентационных условий кристаллизации металла сварочной ванны на совершенство монокристаллической структуры, склонность к образованию ЗСО, параметров структуры металла шва, определение диапазона значений температурно-скоростных условий образования ЗСО при ЭЛС промышленных жаропрочных никелевых сплавов с монокристаллической структурой.

Для изучения кинетики температурно-скоростных параметров процесса кристаллизации при формировании структуры металла шва была разработана специальная методика с использованием локальной термометрии расплава жидкой ванны и металла шва при ЭЛС. Предложенные конструкция образца и схема эксперимента (рис. 3, 4) позволяют оценивать температурные параметры в определенно выбранной области сварочной ванны с тем, чтобы установить взаимосвязь с характеристиками структуры металла шва для данного участка.

Исследования выполняли на образцах промышленного ЖНС с монокристаллической структурой ЖС26 и ЖС32 (табл. 1) толщиной 2,5 мм. Эксперименты по сварке проводили в диапазоне скоростей 12...90 м/ч. Значения других параметров режима выбирали исходя из условий полного

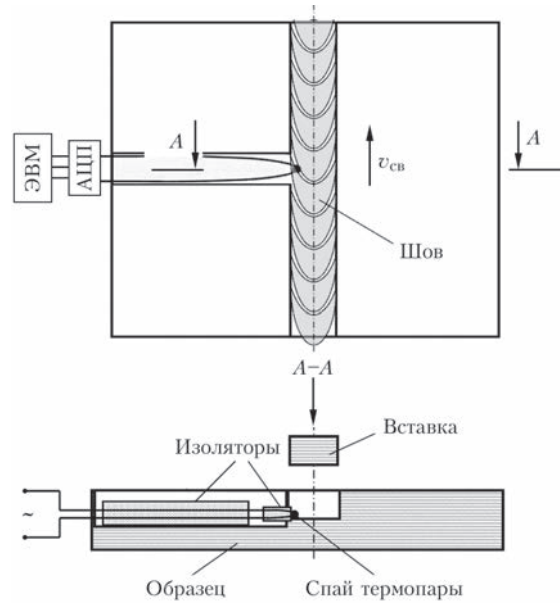


Рис. 3. Схема термометрии процесса кристаллизации металла шва и конструкция образца

провара и формирования швов с параллельными поверхностями сплавления.

Использовали термопары W–Re₅–W–Re₂₀ диаметром 0,2 мм. Спай термопары диаметром до 0,8 мм, выполненный ЭЛС, покрывали порошком окиси алюминия со связующим веществом. Это обеспечивало получение тонкого диэлектрического слоя, исключающего шунтирование сигнала и не оказывающего влияния на точность измерения и инерционность термопары. Для записи экспериментальных данных использовался комплект оборудования, который включал аналогово-цифровой преобразователь ЕР-9018Р, соответствующее программное обеспечение и ЭВМ. Регистрацию показателей термопар проводили с частотой 10 Гц.

В результате обработки полученных термокинетических кривых оценивали основные параметры термического цикла сварки — максимальную температуру, время существования расплава сварочной ванны и нахождения металла шва в определенном температурном интервале, скорость его нагрева и охлаждения. Исследование структурных изменений в зависимости от температурно-временных условий формирования шва проводили на микрошлифах сварных соединений с использованием методов микрорентгеноспектрального анализа, металлографии и рентгеновской дифрактометрии.

Таблица 1. Химический состав исследуемых ЖНС [11]

| Сплав | Средние значения, мас. % | | | | | | | | | | | |
|-------|--------------------------|-----|-----|--------|-----------|---------|-----------|-----------|-----|-----|-----|-------------|
| | C | Cr | Co | W | Mo | Ti | Al | Nb | V | Re | Ta | B |
| ЖС26 | 0,15 | 5,0 | 9,0 | 5...15 | 0,5...5,0 | 0,2...4 | 4,5...8,0 | 1,6 | 1,0 | – | – | 0,01...0,30 |
| ЖС32 | 0,15 | 5,0 | 9,3 | 2...10 | 0,5...5,0 | – | 4,5...8,0 | 1,5...5,0 | – | 4,0 | 4,0 | 0,01...0,30 |

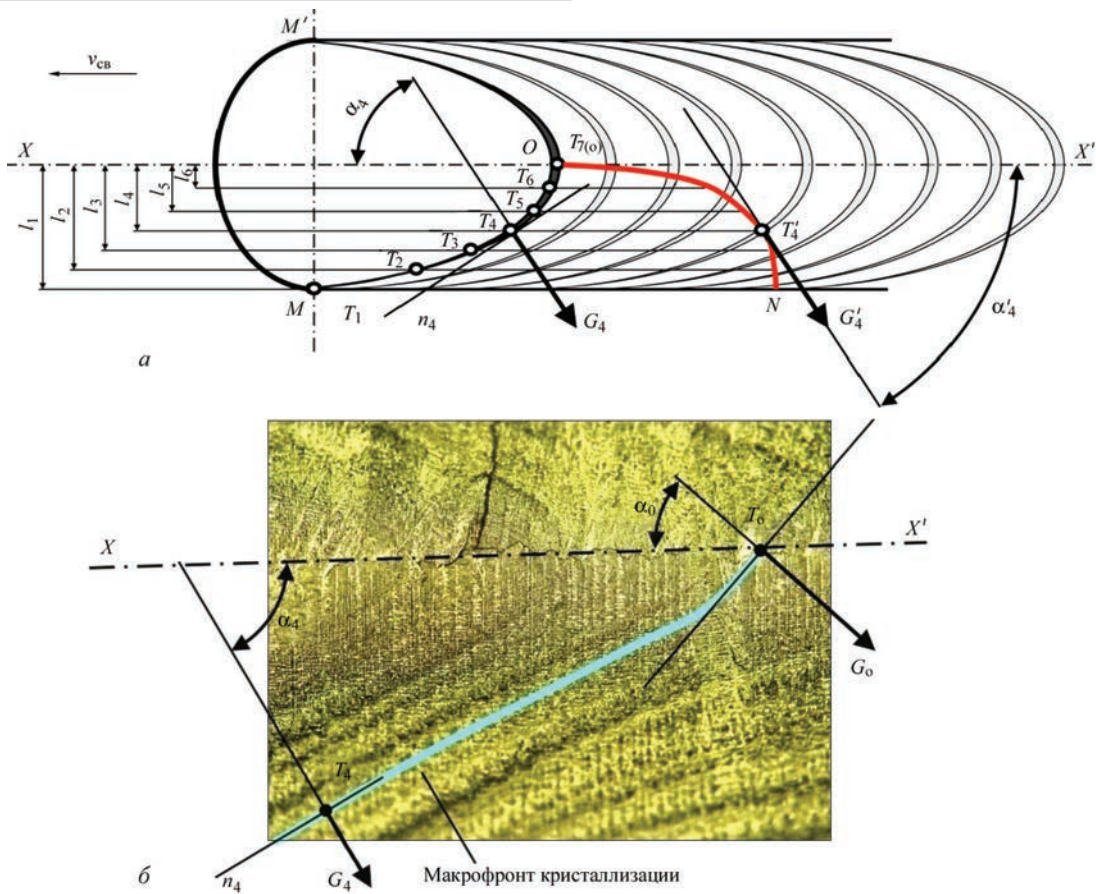


Рис. 4. Схема сварочной ванны (а) для оценки угла α отклонения направления максимального температурного градиента \mathbf{G} по макрофронт кристаллизации MOM' сварочной ванны (б); ON — кривая изменения направления максимального температурного градиента на макрофронте кристаллизации по сечению шва (XX' — ось шва)

Оценивали следующие показатели структуры швов: междендритное расстояние λ ; дисперсность и морфологию γ' -фазы, эвтектических составляющих γ - γ' -фаз и карбидных выделений; плотность и распределение дислокаций; наличие и характер ЗСО.

Скорость кристаллизации \mathbf{R} и характер ее изменения по фронту сварочной ванны MO , согласно представленной на рис. 3 схеме оценивали с шагом $0,2...0,3$ мм с применением известной зависимости [18]:

$$\mathbf{R} = v_{\text{св}} \cos \alpha, \quad (1)$$

где \mathbf{R} — скорость кристаллизации; $v_{\text{св}}$ — скорость сварки; α — угол между направлением максимального температурного градиента и осью шва (рис. 4).

Температурный градиент \mathbf{G} по фронту кристаллизации определяли исходя из соотношения Бруди–Флемингса:

$$\lambda = A \mathbf{G}^m \mathbf{R}^{-n}, \quad (2)$$

где λ — величина междендритного расстояния, коэффициент A пропорционален интервалу кристаллизации ΔT , а показатели степени при $m = n = 0,32$ отражают расстояние между осями дендритов I-го порядка λ для ЖНС [5, 11]. Данное соотношение при предварительном определении скорости кристаллизации и коэффициента A позволяет

оценить температурный градиент \mathbf{G} по фронту кристаллизации и установить связь между температурно-скоростными условиями и структурным совершенством формирующегося металла шва, с одной стороны, и технологическими параметрами режима сварки, с другой.

Значение коэффициента A для исследованного диапазона режимов ЭЛС определяли расчетно-экспериментальным методом согласно зависимости (2). При этом скорость охлаждения $\mathbf{G} \times \mathbf{R}$ определяли через тангенс угла наклона линейного участка термограммы вблизи точки перегиба T_{L-S} , а замер междендритного расстояния λ проводили на шлифах в месте расположения термопары.

Микроструктура металла швов, полученных на монокристаллических образцах при полном проплавлении с ориентацией поверхности сплавления, далекой от высокой симметрии $\{110\}$, $\{115\}$ и $\{111\}$, характеризуется во всех случаях дендритной формой фазовых составляющих. Отмечается наличие как объемов материала с наследуемой ориентацией исходного монокристалла, так и зерен случайной ориентации (рис. 5). Анализ параметров дисперсности дендритной структуры металла швов в диапазоне скоростей сварки $12...90$ м/ч показал, что при ЭЛС обеспечивается высокая скорость отвода тепла от фронта кристал-

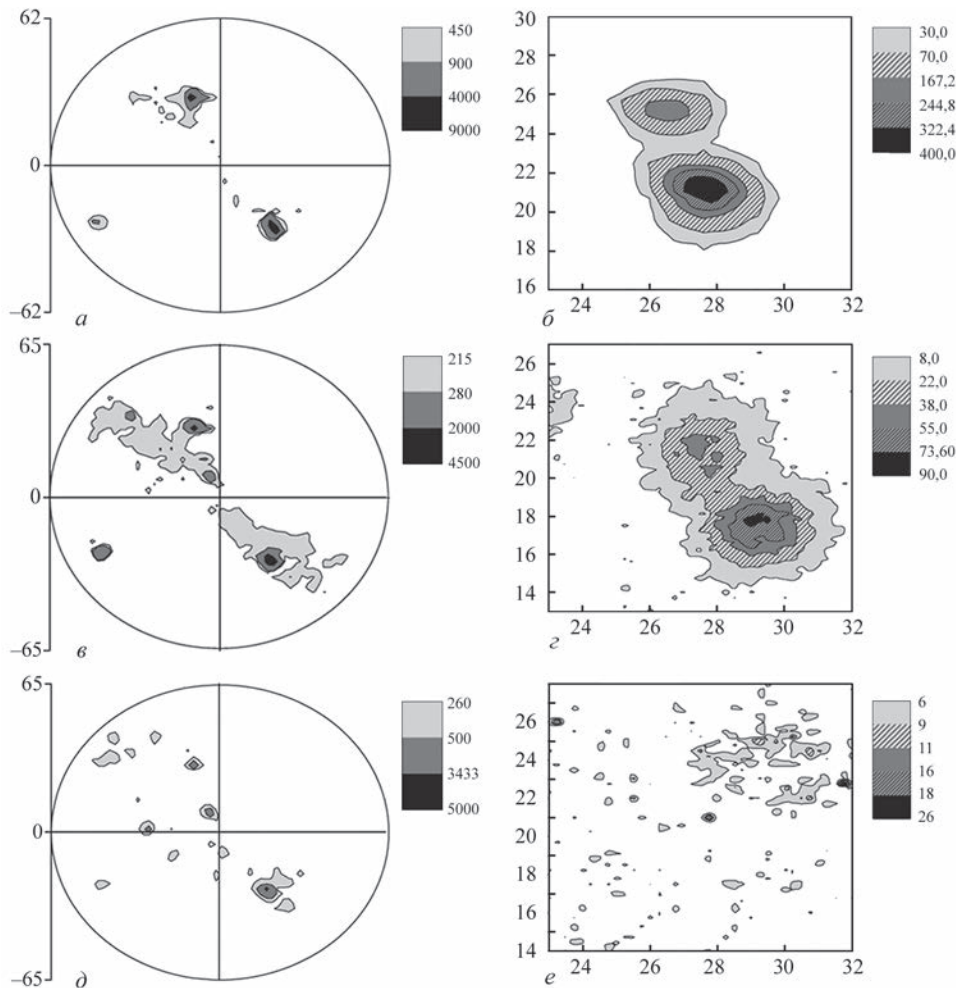


Рис. 5. Полусные фигуры {220} и распределение $I_{q_{\perp}}$ отражения (022) в различных зонах сварного соединения несимметричной кристаллографической ориентации: а, б — основного металла; в, з — шов у линии сплавления; д, е — ось шва

лизации (рис. 6) и создаются условия для формирования высокодисперсной ячеисто-дендритной структуры. Минимальные значения $\lambda = 3 \dots 12$ мкм в зависимости от режима сварки наблюдается в зоне сплавления, где имеет место максимальный температурный градиент. При приближении к оси шва величина λ возрастает до значений $\lambda = 25 \dots 55$ мкм, что соответствует снижению скорости охлаждения $G \times R$ (табл. 2). Особенностью структуры металла сварных швов является наличие узкой зоны у линии сплавления (ЛС), которая характеризуется четким наследованием кристаллографической ориентации основного металла, что подтверждается результатами рентгенографических (см. рис. 5) и металлографических (рис. 7) исследований. Данная зона представляет собой участок эпитаксиального роста шириной

0,1...0,5 мм, в котором отсутствуют зерна случайной ориентации (см. рис. 5, в, з). Распределение интенсивности рентгеновского отражения $I_{q_{\perp}}$ относительно плавное, близкое к исходному металлу. Изоинтенсивные линии имеют вид плавных эллипсоподобных кривых (см. рис. 5, з), что отвечает монокристаллическому состоянию металла с равномерным распределением краевых дислокаций [20–24].

Наличие такой зоны с четким наследованием исходной кристаллографической ориентации указывает на возможность формирования моно-

Таблица 2. Зависимость параметров дендритной структуры λ сплава ЖС26 от скорости ЭЛС

| $v_{св}$, м/ч | λ металла шва у ЛС, мкм | λ металла шва по его оси, мкм |
|----------------|---------------------------------|---------------------------------------|
| 90 | 3,4 | 33,3 |
| 53 | 3,3 | 25,0 |
| 17 | 12,5 | 56,3 |

Примечание. Основной металл $\lambda = 200 \dots 230$ мкм.

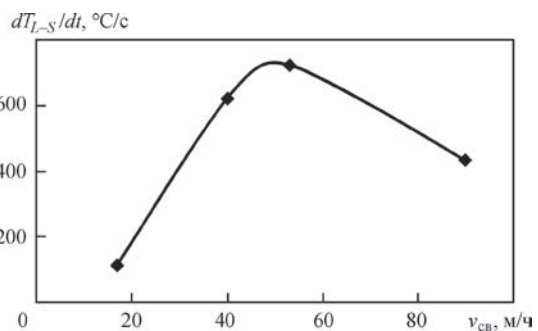


Рис. 6. Зависимость темпа охлаждения по фронту кристаллизации от скорости ЭЛС сплава ЖС26 толщиной 2,5 мм

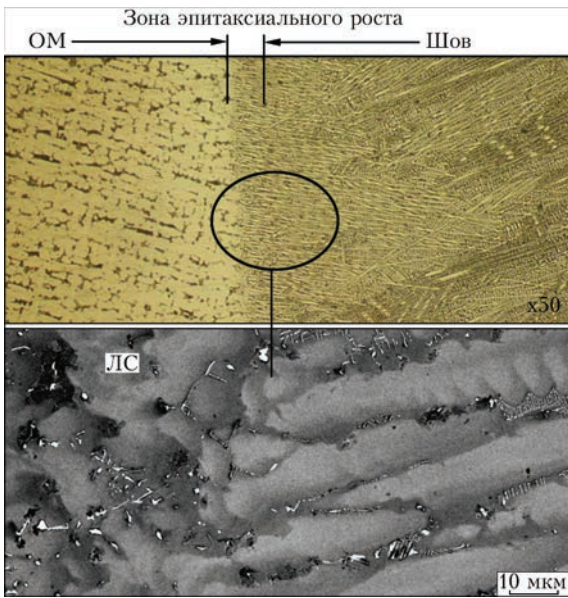


Рис. 7. Микроструктура металла соединения сплава ЖС26 несимметричной кристаллографической ориентации (ЛС — линия сплавления; ОМ — основной металл)

кристаллического шва в любых ориентационных условиях.

Полученные экспериментальные результаты (рис. 8) подтверждают известное теоретическое положение [18], что термические условия по фронту кристаллизации по мере прорастания дендритов от линии сплавления к оси шва изменяются. Температурный градиент G имеет максимальные значения у линии сплавления и уменьшается к оси шва, а скорость кристаллизации R при этом изменяется от минимальной — у границы сплавления, до максимальной — у оси шва. При таких термических условиях кристаллизации металла шва в узкой зоне у линии сплавления обеспечивается высокая устойчивость направленного роста дендритов и максимальное до $\lambda \sim 3$ мкм измельчение дендритной структуры.

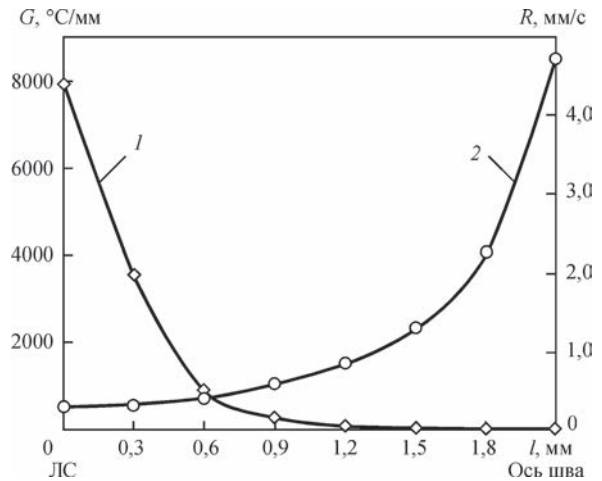


Рис. 8. Изменение температурно-скоростных условий направленной кристаллизации по фронту затвердевания сварочной ванны при скорости сварки 17 м/ч: 1 — величина максимального температурного градиента G ; 2 — скорость роста кристаллита R

В результате измельчения структурных составляющих монокристаллов при оптимизации параметров ЭЛС значительно снижается структурная и ликвационная неоднородность [11], а главное — повышается устойчивость направленной кристаллизации по фронту роста кристаллов. Анализ результатов исследований структуры и температурно-временных и ориентационных параметров кристаллизации на разных участках фронта затвердевания (табл. 3) позволяет сделать вывод, что нарушение совершенства монокристаллического строения, которое чаще всего проявляется в образовании зерен случайной ориентации, происходит на участках, где величина отношения G/R ниже допустимого уровня, который зависит от величины углового отклонения направления максимального температурного градиента от ориентации преимущественного роста $\langle 100 \rangle$ по фронту кристаллизации (табл. 4).

Таблица 3. Температурно-скоростные параметры кристаллизации металла шва по фронту затвердевания сварочной ванны при скорости сварки 53 м/ч, полученные расчетно-экспериментальным путем

| Номер точки | l , мм | R , мм/с | G , °C/мм | $G \times R$, °C/с | G/R , с·°C/мм ² |
|-------------|--------------------|------------|-------------|---------------------|------------------------------|
| 1 | ЛС | 1,28 | 139074 | 178015 | 108652 |
| 2 | ЛС +0,3 | 2,0 | 48828 | 97656 | 24414 |
| 3 | ЛС +0,6 | 2,6 | 591 | 1537 | 227 |
| 4 | ЛС +0,9 | 3,3 | 219 | 722 | 66 |
| 5 | ЛС +1,2 | 3,8 | 161 | 612 | 42 |
| 6 | ЛС +1,5 | 4,5 | 97 | 437 | 22 |
| 7 | ЛС + 1,8 (ось шва) | 11,09 | 29 | 321 | 2,6 |

Примечание. l — расстояние от линии сплавления.

Таблица 4. Допустимые отклонения ϕ направления максимального температурного градиента G от ориентации преимущественного роста кристалла $\langle 001 \rangle$ по фронту затвердевания сварочной ванны в зависимости от величины G/R

| ϕ , град | 0...5 | 10...15 | 20 | 25 | 30 | 35 | 40...45 |
|------------------------------|------------|-----------|-----|------|-----------------|-----------------|------------------------|
| G/R , с·°C/мм ² | 0,2...0,23 | 1,2...1,5 | 230 | 1500 | $19 \cdot 10^3$ | $25 \cdot 10^3$ | $(62...68) \cdot 10^3$ |

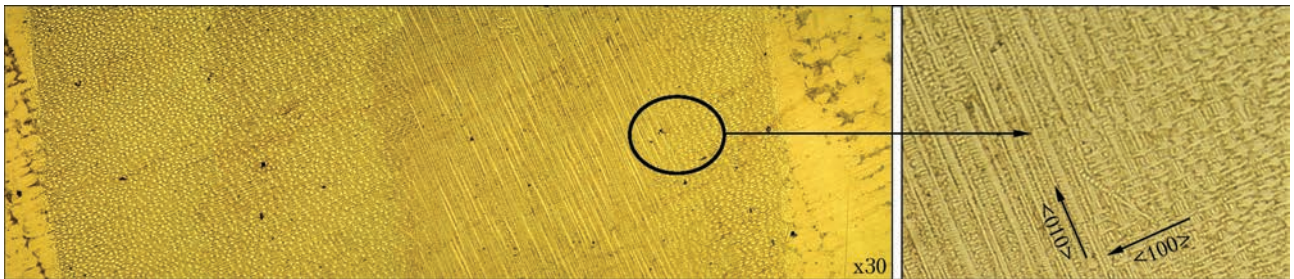


Рис. 9. Микроструктура металла шва с исходной несимметричной кристаллографической ориентацией сварного соединения, выполненного с управлением температурно-скоростными параметрами кристаллизации сварочной ванны

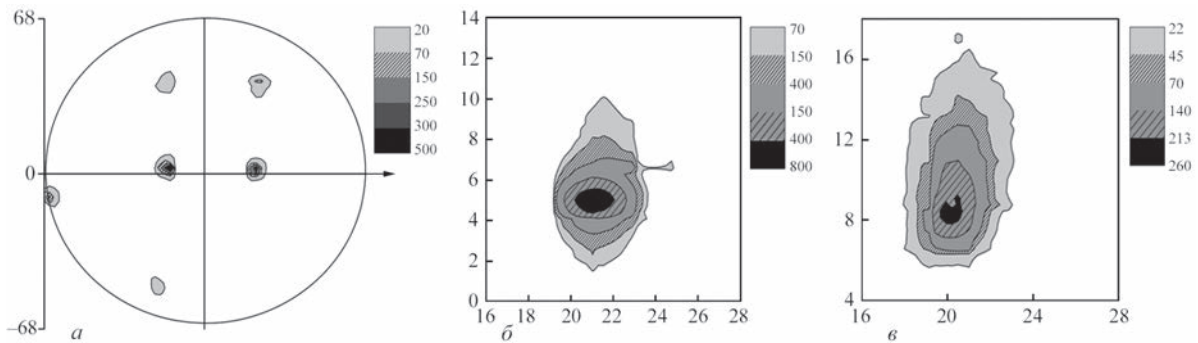


Рис. 10. Полусные фигуры $\{311\}$ свариваемого металла (а) и распределение Iq_{\perp} отражения (311) (б, в) в различных зонах сварного соединения несимметричной кристаллографической ориентации, выполненного с управлением температурно-скоростными параметрами кристаллизации сварочной ванны: б — основной металл; в — металл шва (численные значения по осям даны в градусах)

В рассмотренном диапазоне режимов сварки и толщин оптимальной скоростью можно считать 40...50 м/ч, при которых обеспечивается бездефектное формирование шва со сквозным проплавлением и поверхностями сплавления, близкими к параллельным. Некоторое несовпадение с общепринятым представлением о влиянии скорости сварки на формирование шва и его структуру можно объяснить характером распределения тепловложения, которое имеет место при таком проваре между расплавом сварочной ванны, зоной термического влияния и выносимой из канала проплавления энергией. При достижении температурно-скоростных параметров кристаллизации порядка $G/R = 65 \cdot 10^3 \text{ с} \cdot \text{°C}/\text{мм}^2$ значительно расширяется допустимый ориентационный диапазон и обеспечиваются условия для направленной кристаллизации металла шва при больших углах отклонения $\varphi \geq 45^\circ$ направления максимального температурного градиента от ориентации преимущественного роста $\langle 001 \rangle$ по фронту затвердевания ванны.

Очевидно, при таких температурно-скоростных условиях зона концентрационного переохлаждения перед фронтом кристаллизации сужается до уровня, при котором термомеханические флуктуации не могут привести к зарождению новых центров кристаллизации [5]. Следует отметить, что результаты, представленные на рис. 8 и табл. 3, приводятся в качестве иллюстрации реализации предложенного методического подхода.

В работе исследования были выполнены на образцах разных кристаллографических ориентаций, режимов и условий сварки, по результатам которых получены выводы. На рис. 9, 10 показан один из результатов такого подхода. При сварке кристаллографически несимметричных образцов (рис. 10, а) сформирован шов с совершенной монокристаллической структурой (рис. 9, 10, в). Наблюдается только смена кристаллографического индекса ориентации металла шва с $\langle 001 \rangle$ на $\langle 010 \rangle$ в высокоградиентной зоне эпитаксиального роста. При этом зерна не образовались и в целом сформировался шов с монокристаллической структурой.

Таким образом показано, что за счет оптимизации температурно-скоростных параметров кристаллизации металла сварочной ванны посредством выбора режимов сварки возможно получение сварных соединений с совершенной монокристаллической структурой при большом ($\varphi \sim 45^\circ$) отклонении направления максимального температурного градиента от ориентации преимущественного роста $\langle 100 \rangle$. Такой подход позволит разработать и освоить в промышленности технологии сварки и ремонта монокристаллических изделий сложной формы.

Выводы

1. Предложена расчетно-экспериментальная методика оценки температурно-скоростных параметров кристаллизации по фронту затвердевания сварочной ванны при электронно-лучевой сварке.

2. Определен диапазон температурно-скоростных параметров процесса кристаллизации сварочной ванны сплава ЖС26, при которых обеспечивается высокое совершенство монокристаллической структуры металла шва и отсутствие зерен случайной ориентации. Так, при отклонении ϕ направления максимального температурного градиента от ориентации преимущественного роста $\langle 100 \rangle$ порядка 5° направленная кристаллизация металла шва сохраняется при значениях $G/R \geq 0,2...0,23 \text{ c}^\circ\text{C}/\text{мм}^2$, а при отклонении $\phi \sim 45^\circ$ — $G/R \geq 62...68 \cdot 10^3 \text{ c}^\circ\text{C}/\text{мм}^2$.

3. Показана возможность управления формированием структурой металла шва при электронно-лучевой сварке монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов посредством оптимизации температурно-скоростных параметров процесса кристаллизации металла сварочной ванны, что позволяет получать соединения с совершенной монокристаллической структурой на конструкциях с кристаллографически ассиметричным строением соединения.

1. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических систем и промышленных энергоустановок; под ред. Ч. Т. Симс, Н. С. Столофф, У. К. Хагель; пер. с англ. [Кн. I]; под ред. Р. Е. Шалина. — М.: Металлургия, 1995. — 384 с.
2. Erickson G. L. DS and SX superalloys for industrial gas turbines / G. L. Erickson, K. Harris // Materials for Advanced Power Engineering Part II. Proc. of a Conf. Belgium, 3–6 okt. 1994. — Kluwer Academic Publishers, 1994. — P. 1055–1074.
3. Erickson G. L. A new third generation single crystal, casting superalloy / G. L. Erickson // Journal of Metals. — 1995. — 47, № 4. — P. 36–39.
4. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина. Научно-технический сборник к 100-летию со дня рождения С. Т. Кишкина; под ред. Е. Н. Каблова. — М.: Наука, 2006. — 272 с.
5. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов [и др.] — М.: Машиностроение, 1997. — 336 с.
6. Строганов Г. Б. Литейные жаропрочные сплавы для газовых турбин / Г. Б. Строганов, В. М. Чепкин. — М.: ОНТИ МАТИ, 2000. — С. 63–65.
7. Shah D. M. The Effect of Orientation, Temperature and Gamma Prime Size on the Yield Strength of a Single Crystal Nickel Base Superalloy / D. M. Shah, D. N. Duhl; In Superalloys 1984; ed. M. Gell et al. // The Metallurgical Society of AIME. — P. 105–114.
8. Строганов Г. Б. Литейные жаропрочные сплавы для газовых турбин / Г. Б. Строганов, В. М. Чепкин. — М.: ОНТИ МАТИ, 2000. — 128 с.
9. Кишкин С. Т. Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе / С. Т. Кишкин, Г. Б. Строганов, А. В. Логунов. — М.: МИСИС, 2001. — 126 с.
10. Dong H. B. Simulation of equiaxed growth ahead of an advancing columnar front in directionally solidified Ni-base superalloys / H. B. Dong, X. L. Yang, P. D. Lee // Journal of materials science. — 2004. — 39. — P. 7207–7212.
11. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) / Е. Н. Каблов. — М.: МИСИС, 2001. — 632 с.
12. Влияние геометрии сварочной ванны на структуру металла швов монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов / К. А. Ющенко, И. С. Гах, Б. А. Задерий [и др.] // Автоматическая сварка. — 2013. — № 5. — С. 46–51.
13. О природе зерен случайной ориентации в сварных швах монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, И. С. Гах [и др.] // Металлофизика и новейшие технологии. — 2013. — 35, № 10. — С. 1347–1357.
14. Склонность к образованию трещин и структурные изменения при ЭЛС монокристаллов жаропрочных никелевых суперсплавов / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, Е. П. Полищук [и др.] // Автоматическая сварка. — 2008 — № 2. — С. 10–19.
15. Гах І. С. Фізико-технологічні особливості електронно-променевого зварювання високонікелевих жароміцних сплавів з монокристалічною структурою: автореферат дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.03.06 «Зварювання та споріднені процеси і технології» / І. С. Гах. — Київ: ІЕЗ ім. Є. О. Патона, 2011 р. — 20 с.
16. Рабкин Д. М. Дуговая сварка алюминия и его сплавов / Д. М. Рабкин, В. Г. Игнатъев, И. В. Довбищенко. — М.: Машиностроение, 1982. — 95 с.
17. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке / Н. Н. Рыкалин. — М.: Машгиз, 1951. — 296 с.
18. Теоретические основы сварки / В. В. Фролов, В. А. Винокуров, В. Н. Волченко [и др.]; под ред. В. В. Фролова. — М.: Высшая школа, 1988. — 559 с.
19. Оценка температуры в канале проплавления при ЭЛС разнородных металлов / Е. С. Соломатова, Д. Н. Трушников, В. Я. Бельский [и др.] // Современные проблемы науки и образования. — 2014. — № 2. — С. 21–26.
20. Панин В. Е. Структурные уровни деформации твердых тел / В. Е. Панин, В. А. Лихачев, Ю. В. Гриняев. — Новосибирск: Наука, 1985. — 226 с.
21. Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации / В. А. Лихачев, В. Е. Панин, Е. Э. Засимчук [и др.]; отв. ред. В. В. Немошкленко; АН УССР, Ин-т металлофизики. — К.: Наукова думка, 1989. — 319 с.
22. Малыгин Г. А. Самоорганизация дислокаций и локализация скольжения в пластически деформируемых кристаллах / Г. А. Малыгин // Физика твердого тела. — 1995. — Т. 37. — Вып. 1. — С. 3–42.
23. Сарафанов Г. Ф. К теории образования неоднородных дислокационных структур / Г. Ф. Сарафанов // Физика металлов и металловедение. — 1998. — Т. 85. — Вып. 3. — С. 46–53.
24. Конева Н. А. Физическая природа стадийности пластической деформации / Н. А. Конева, Э. В. Козлов. — Известия вузов. Физика. — 1990. — № 2. — С. 89–106.

Поступила в редакцию 17.05.2016

ExpoWELDING 2016

18–20 октября 2016 г.

г. Сосновице, Польша

Экспо Силезия и Институт сварки Польши
проводят очередную сварочную выставку ExpoWELDING 2016

<http://exposilesia.pl>